

短纤维增强塑料的加工和力学性能

中国科学院力学研究所 张双寅

一、引言

当前世界范围的能源紧张和金属材料的快速消耗,促使人们对复合材料产生越来越大的兴趣。在航空与宇航领域里,对碳、硼等高性能纤维复合材料的需求量日趋增加;在船舶、汽车、电气零件、民用设施等方面,纤维增强塑料的用量也很大。表1^[1]的数字是美国塑料工业协会增强塑料-复合材料研究所所长 T. R. 伊万斯 1979年2月在该所34届年会上报告的。可以看出,九种市场的统计数字中,陆上运输业是复合材料的最大市场。伊万斯指出,虽然热固性增强塑料仍占统治地位,但热塑性增强塑料出现了明显的增长趋势。

切短纤维增强塑料(短纤维复合材料)主要包括热塑性与热固性两大类。玻璃纤维,石棉纤维,乃至碳或有机纤维增强尼龙(聚酰胺)和聚丙烯等属于前者;片状模制复合物(SMC; Sheet Moulding Compound, 也称片状模塑料),团料模制复合物(美国称为BMC; Bulk Moulding Compound, 英国称为

DMC; Dough Moulding Compound)以及长纤维与短纤维混合增强模塑料 XMC 属于后者。短纤维增强热塑料的主要成型工艺为注塑成型法,它限制了纤维的含量,有时还会造成纤维分布不均匀,特别是在模具的角落处和两端常常存在纤维贫乏区。此外由于纤维的长度与取向往往是随机分布的,而且基体材料是粘弹性材料,所以使得这类复合材料的力学性能极为复杂,有很多不同于连续纤维增强复合材料的特点。至今人们对它的力学性能还了解得很不够。

这类材料大多用于汽车、电气、工具、仪器及民用建筑;航空工业上非重要受力部件也有一定用量。它便于自动化地连续大批量生产,工艺成本低,与金属等常规材料相比有竞争

表 1 美国市场上销售的纤维增强塑料

市 场	销售量 (吨×10 ³)		
	1977*	1978**	1979***
飞机与宇航	9.53	9.98	10.4
器具与设备	50.8	55.8	59.0
建筑业	130	147	155
日用消费品	48.6	52.6	56.7
防腐蚀用品	87.1	98.0	106
电气零件、导管	16.7	77.1	81.7
船舶与附件	181	195	205
陆上运输	216	241	263
其他	31.8	33.6	34.9
总计	821.53	910.08	971.9

* 数字来源: 美国塑料工业协会增强塑料-复合材料研究所

** 估计数字

*** 预计数字

力；它因有纤维增强，所以具有良好的尺寸稳定性，刚度与强度都有显著提高，能满足一些非要害部件的设计要求；它便于将几个零件整体成型，减少装配工作量。这些是它的优点。它的主要缺点是，加工过程中会造成材料有许多缺陷，刚度与强度方面都不如连续纤维增强复合材料；在中等以上应变时有显著的非线性，不能在关键部件上使用。

随着短纤维复合材料在工业中应用不断增加，从70年代初开始，越来越多的科学工作者从事这些材料的制造工艺、力学性能、破坏机制的研究。本文将对其主要工作进行评述。首先介绍制作工艺，然后分节对弹性性质，强度与断裂机制进行讨论。

二、短纤维增强塑料的加工工艺

主要有两种工艺：注塑成型法和模压塑料成型法。前者主要加工纤维增强热塑性塑料，后者主要加工热固性纤维复合材料。

1. 注塑成型法^[2] 图1是注塑成型法的工艺流程图。流程1和2先把颗粒状（或粉末）的基体原料与短纤维进行干混合，然后加热混合，同时由挤压机做成块料，再切碎成小

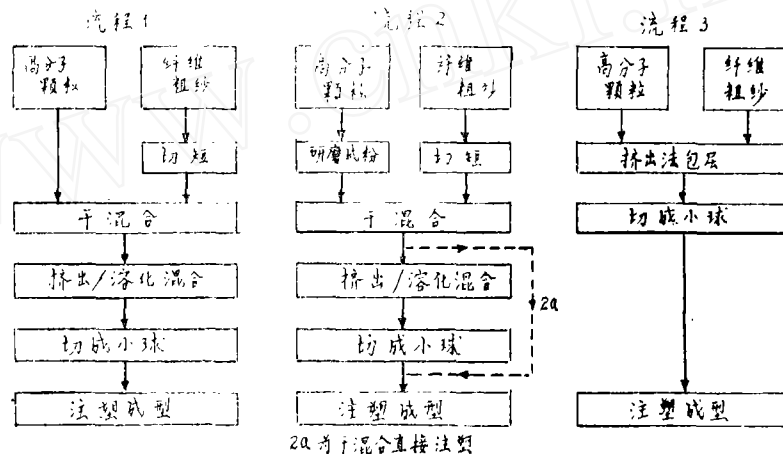


图1 纤维增强热塑料生产工艺流程图

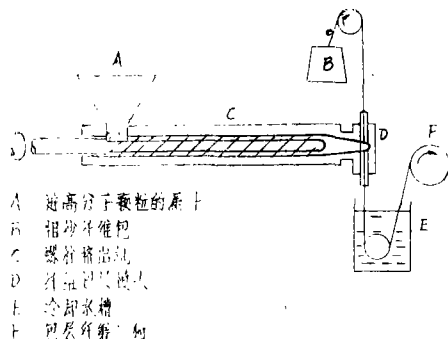


图2 高分子包层纤维生产装置

颗粒，最后注入模具加热加压成型。流程2a（虚线表示）是直接将干混合料注入模具压制成型，可减少两道工序。这对玻璃/聚丙烯体系应用很广，但对尼龙/玻璃与尼龙/碳纤维体系则不行。流程1,2限于压制 $V_f = 0.1$ 的情况，纤维再多时注塑困难较大。

对于纤维含量较大的产品，多采用工艺流程3，即先利用挤出法在连续纤维粗纱表面上涂胶，再切短成“通心粉”状的短条，然后注塑。这种流程中玻璃纤维含量可达 $V_f = 0.4$ ，而碳纤维可达 $V_f = 0.3$ 。生产树脂包层连续纤维粗纱的工

艺简图如图 2。

2. SMC 模压成型法^[3] SMC 是一种包含 10—75mm 长玻璃单纱、细颗粒矿物填料(通常是白垩)和粘稠的聚酯或聚乙烯基酯(vinyl-ester)树脂的复合物,其制造工艺(图 3)是把预先混有矿物填充料的液状树脂和切短的纤维同时涂在一条连续运动的带上,混合物经过搅拌滚轮而混合均匀,并使纤维被树脂浸润透。运输带运动过程中带动上下两层聚乙烯薄膜起夹持作用,将混合料夹在中间。这种复合物根据树脂的配方不同可以有几分钟到五天的熟

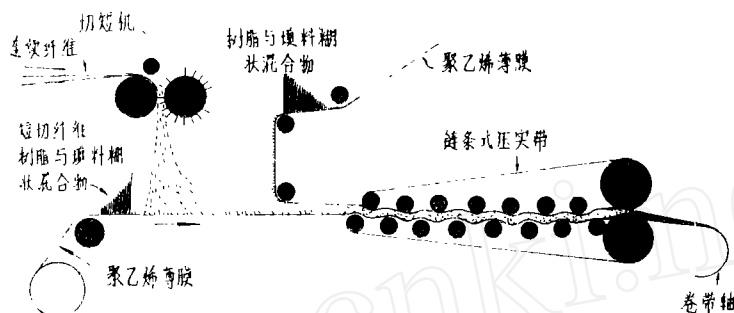


图3 片状模塑料制作工艺简图

化周期。熟化后它具有一定的刚性,可以预切成一定形状,然后放入模具加热加压固化成型。在固化过程中树脂和纤维都允许有流动填满空位,整个模制品比较均匀,但在模具边角处会有纤维含量低的趋势。典型的 SMC 含有 35% 玻璃纤维,40% 矿物填料,25% 树脂。这种配比可以得到中等强度的塑料。填料百分比高可减小固化收缩量,也可改进表面光洁度。这两种成型方法基本上都给出随机纤维取向的复合材料。但无论注塑法的注塑流动还是 SMC 方法的传送带运动,都会使纤维取向有一定的倾向性,这对材料的力学性能有明显的影响。

三、短纤维复合材料的准弹性行为

与长纤维复合材料相比,短纤维复合材料较难进行数学描述,因为它是由长度与取向都是随机变化的纤维与粘弹性基体复合而成的,这种材料的准弹性性质可以用修正的混合律方程半定量地描述。现有几种处理方法适用于低应变条件下刚度的预测,然而对设计师来说这是不够的,因为它比其他材料刚度小,常需加载到较高的使用应变,这时有明显的非线性。产生这种非线性的部分原因是基体材料的非线性;另外的原因是随着应变的增加,短纤维的增强效率逐步减小。这种材料的强度由纤维、基体及其界面之间的相互作用决定,很难用经典微观力学原理来预测。关于其他性能,如延性、韧性、蠕变和疲劳等,同样是很难预测的。

下边将就弹性性质、弹性模量、强度预测与破坏机理等的研究情况进行扼要的介绍。

1. 单向纤维排列 虽然短纤维复合材料几乎不可能是单向纤维的,但还是有不少文章研究了单向情况,因为完全随机排列和纤维在某一取向上有倾向等情况都可由单向情况导出。

a) 准弹性性质。短纤维增强塑料很少具有虎克式弹性性质,除非在非常小的应变下。这是由于纤维上所受应力是通过纤维与基体间界面剪应力传递而来的。Cox^[4]与 Kelly^[5]曾分

别用不同的传力模型研究了这个剪应力传力机制。从工程观点看,二者实质上是相同的。如果考虑一个单根纤维埋在基体里,沿纤维轴线方向施加拉伸载荷,纤维上作用的应力在两端为零,而在中间部分达到最大值。Cox 与 Kelly 的传力模型表示在图 4。按 Cox 模型,纤维上的应力分布为指数关系:

$$\sigma_f = \frac{(E_f - E_m)\sigma_c}{E_m} \left[1 - \frac{\cosh\beta((L/2) - x)}{\cosh\beta(L/2)} \right] \quad (1)$$

这里 $\beta = [2G_m / (E_f r_f^2 \ln(R_i / r_f))]^{1/2}$ (2)

R_i 为包含纤维在内的基体的半径, L 为纤维长度。Kelly-Tyson 模型要简单得多。他们认为界面剪应力为常数,所以纤维中的拉应力将以直线关系由端部的零值上升为最大值。由此可以定义“传力长度”这个极为重要的概念,就是纤维中的正应力由端部的零值上升到最大值所需要的长度,它可由下式求得:

$$L_t = \sigma_f r_f / (2\tau) \quad (3)$$

σ_f 为纤维中的最大正应力值,若纤维足够长, σ_f 可以达到 $\epsilon_c E_f$ 值,于是

$$L_t = \epsilon_c E_f r_f / (2\tau) \quad (4)$$

由式(4)可知,实际的传力长度依赖于拉伸应变 ϵ_c 和界面剪应力 τ 。 ϵ_c 越大,传力长度 L_t 越长。当 $\epsilon_c E_f$ 值达到纤维极限拉伸强度 σ_{fu} 时,定义这时的传力长度为“临界传力长度”:

$$L_{tcr} = \sigma_{fu} r_f / (2\tau) \quad (5)$$

当纤维的长度等于临界传力长度 L_{tcr} 时,我们定义其长径比 $R = L/r$ 为“临界长径比”,即

$$R_{cr} = L_{tcr} / r_f = \sigma_{fu} / (2\tau) \quad (6)$$

下边求纤维中承受的平均拉应力。如上所述,

当 τ 与 ϵ_c 一定时,传力长度 L_t 已知。当纤维长度小于传力长度 L_t (见式(4))时,它承受的平均拉应力为

$$\sigma_{fi} = R_t \tau \quad (7)$$

而纤维长度大于 L_t 时,它承受的平均应力为

$$\sigma_{fi} = \epsilon_c E_f [1 - \epsilon_c E_f / (4R_t \tau)] \quad (8)$$

由式(8)可算出,当纤维长度正好为 L_t 即 $R/R_c = 1$ 时,它对基体的增强效率为50%,纤维越长,其增强效率越大,当纤维长度为 L_t 的5倍即 $R/R_c > 5$ 时,增强效率超过90%。纤维长径比与其增强效率之间的关系见图5。可见 $R/R_c < 1$ 时其增强效率下降很快。

短纤维增强热塑料(FRTP)中的纤维长度并不相同,而是分布在一个颇宽的长度变化范围内,其分布曲线可用图6表示。这意味着在小应变时所有纤维长度都大于 L_t ,

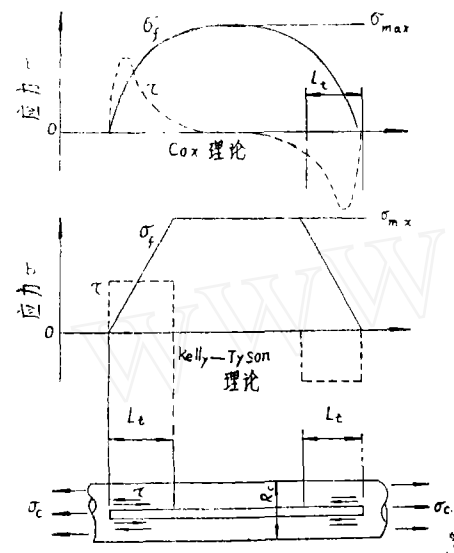


图 4 应力从基体向纤维传递

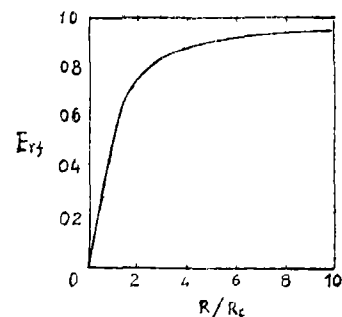


图 5 纤维增强效率与相对纤维长径比的关系

其增强效率大,而当应变增加时,一部分较短的纤维的长度将逐渐成为小于 L_i ,其增强效率下降。这就引起了材料的非线性。

为了描述这类复合材料的应力应变关系,需要对纤维的长度分布进行统计平均,采用“叠加”或叫“平均”技术。Bowyer 和 Bader^[6] 导出了下式:

$$\sigma_c = \sum_i V_i R_i \tau + \sum_j V_j \varepsilon_c E_f \left(1 - \frac{\varepsilon_c E_f}{4 R_j \tau}\right) + \varepsilon_c E_m (1 - V_f) \quad (9)$$

R_i 为纤维长度小于 L_i 的长径比,第一项表示这些较短纤维承受的平均应力; R_j 表示纤维长度大于 L_j 的长径比,因而第二项表示较长的纤维承受的平均应力;第三项为基体的贡献。当所有纤维都很长时,第一项为 0,第二项中 R_j 很大, $\varepsilon_c E_f / (4 R_j \tau) \ll 1$, 于是

$$\sigma_c = \Sigma V_f \varepsilon_c E_f + \varepsilon_c E_m (1 - V_f) \quad (10)$$

这就是经典的混合律公式。与式(10)相比,式(9)可以称为“修正的混合律公式”。当纤维的长度分布函数已知时,例如图 6 所示,材料的应力应变关系可由式(9)算出。

b) 弹性模量。与连续纤维复合材料相同,对短纤维增强塑料而言,由基体与纤维的弹性模量计算复合材料的弹性模量也十分有意义。不少人在这方面进行了研究工作。

Puck^[7,16] 从细观力学出发,导出了一组既简单又与实验结果符合较好的表达式。这组表达式列于表 2。

当基体的杨氏模量 E_m 介于 2GPa 与 4GPa 之间,基体的泊松比 $\nu_m \approx 0.4$,并且纤维的含量 V_f 在 0.1 到 0.4 之间时,表 2 中的表达式还可以大大简化,表 3 列出简化了的表达式。

表 2 Puck 方程

$E_{11} = E_f V_f + (1 - V_f) E_m$
$\nu_{12} = \nu_f V_f + (1 - V_f) \nu_m$
$E_{22} = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \frac{1 + 0.85 V_f^2}{(1 - V_f)^{1.25} + \frac{E_m}{E_f} \frac{V_f}{1 - \nu_m^2}}$
$G_{12} = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \frac{1 + 0.6 V_f^{0.5}}{(1 - V_f)^{1.25} + V_f \frac{E_f (1 + \nu_f)}{E_m (1 + \nu_m)}}$

表 3 简化的 Puck 方程

$0.1 \leq V_f \leq 0.4, 2 \text{ GPa} \leq E_m \leq 4 \text{ GPa}$
$\nu_m \sim 0.4$
$E_{11} = V_f E_f + (1 - V_f) E_m$
$\nu_{12} = V_f \nu_f + (1 - V_f) \nu_m$
$E_{22} \sim E_m (3.92 V_f + 0.89)$
$G_{12} \sim E_{22} / 2.75$

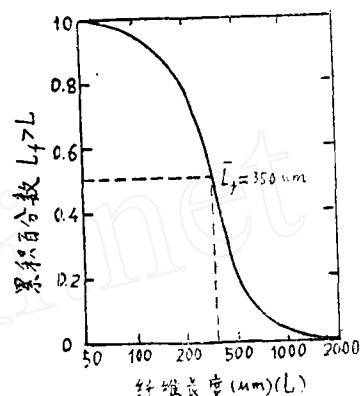


图 6 典型的纤维长度分布曲线
(玻璃增强尼龙)
平均长度为 350 μm
20% 以上纤维长度超过 500 μm

最近 Chou 等^[8] 使用自一致(或称自相容, Self-consistent)方法来确定这类材料的弹性常数。此方法假定在均匀连续介质里埋有单一的夹杂物(二相粒子),夹杂物具有线性弹性性质,而其周围的基体则具有复合材料的弹性性质。正是这个复合材料弹性常数是所要求

的未知数。Chou 等把短纤维用椭圆型的夹杂物来代表，并假定二相粒子与周围材料之间的界面是理想联结的。利用 Eshelby 方法^[9]求得这个二相体系的应力应变场。最后利用能量

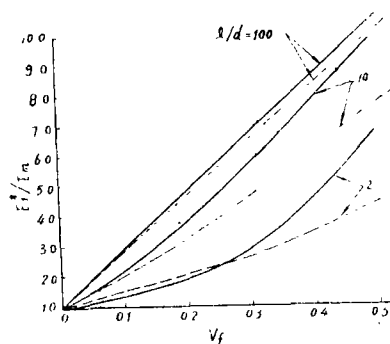


图 7 有效模量 E_1^*/E_m 随 V_f 的变化
组分模量 $E_f/E_m=20$
 $V_f=0.30$, $V_m=0.35$
虚线为 Halpin-Tsai 方程结果

等效原则导出等效均匀体系的刚度表达式。作为自一致方法求短纤维复合材料刚度的例子，他们计算了玻璃环氧体系的纵向模量 E_1^* ，其计算结果绘于图 7。图 7 是 E_1^* 随纤维体积分数的变化情况，作为参数，对三种纤维长径比情况作了计算。可以看出当 $l/d=100$ 时，这个理论预测它的性能与连续纤维复合材料相似，符合混合律法则。图 7 也给出了 Halpin 与 Tsai^[10] 的半经验关系式。此理论与 Halpin-Tsai 方程的差别在中等程度 l/d 值时最明显。

此外，Chou 等^[11]也采用另外的方法来确定短纤维复合材料有效模量的上下限，这就是所谓“上下限方法”。他们的模型仍是连续均匀基体中存在有椭圆

球状的夹杂物，细观上材料是非均匀材料，其模量在空间上是变化的，但宏观上却是均匀的。通过使用格林函数张量，对复合材料的局部应变场作振动展开，基于组分材料的几何特征和分布情况，计算了弹性常数的相关关系。有效模量的相关函数的显式表达式被推导到三阶项。通过变分处理使模量的上下限值最佳，给出了上下限值的封闭解。图 8 是轴向杨氏模量对基体杨氏模量比值随纤维体积百分数 V_f 变化的情况。纤维的长径比 $l/d=5$ ，这个值接近于典型的玻璃纤维环氧体系。实线是上下限理论预测的结果，而虚线为自一致方法的结果。图 9 是有效轴向剪切模量 G_{12}^* 与基体剪切模量 G_m 之比随纤维体积百分数 V_f 变化的情况。纤维是连续纤维，实线是上下限理论的结果，虚线是自一致方法的结果，点划线是 Hashin^[12] 的结果，可见 Chou 的理论比 Hashin 理论上下限要窄得多。

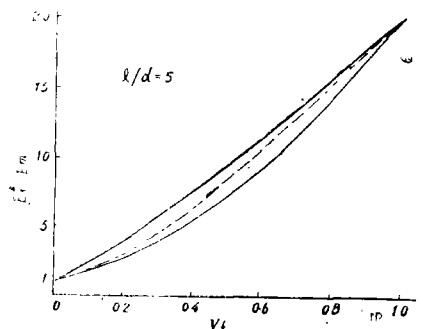


图 8 有效模量 E_1^*/E_m 随 V_f 的变化
 $E_f/E_m=20$, $V_f=0.3$, $V_m=0.4$
---自一致理论

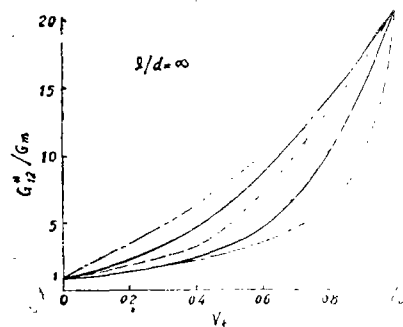


图 9 剪切模量 G_{12}^*/G_m 随 V_f 的变化
 $E_f/E_m=20$, $V_f=0.3$, $V_m=0.4$
---自一致理论 ---Hashin 理论

2. 部分随机排列的情况 人们都希望纤维能够单向排列，以提高刚度与强度。一般来说这是异常困难的。但在某些加工过程中，例如注塑成型过程中可使纤维部分取向。有几种方法处理这类纤维排列带倾向性材料的刚度预测问题。

a) Fukuda 和 Kawafu^[13] 研究了纤维长度与方向都有变化情况下杨氏模量的预测问题。其分析是建立在单根短纤维在基体中载荷传递弹性解的模型上, 忽略相邻纤维之间的相互作用。给出了这类材料杨氏模量表达式的一般形式:

$$E_c^* = R_0 C_R E_f V_f + (1 - V_f) E_m \quad (11)$$

R_0 与 C_R 分别反映了纤维的长度与取向分布。这个分析方法与关于 α 碳化硅晶须增强铝复合材料模量的实验结果符合较好。

b) Nomura 等^[14] 处理了三维情况。他们研究了纤维取向分布为轴对称分布情况, 一个一般的纤维取向可以看成是从初始的 x_1 轴经过两次转动得到的。两次转动的转轴为 x_1 和 x_2 , 转角分别为 θ 与 ϕ , 见图 10。转动矩阵 T 可以由下式给出:

$$T = \begin{pmatrix} \cos\theta & -\sin\theta \cos\phi & \sin\theta \sin\phi \\ \sin\theta & \cos\theta \cos\phi & -\sin\phi \cos\theta \\ 0 & \sin\phi & \cos\phi \end{pmatrix} \quad (12)$$

单向排列短纤维复合材料的弹性模量张量 C (或 S) 的转换表达式可以由 T 矩阵导出, 用 C'^* (或 S'^*) 表示。于是非单向排列的短纤维复合材料的有效弹性模量为

$$C''^* = \int C'^*(\theta, \phi) n(\theta, \phi) dS = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} d\phi \int_0^{\pi/2} C'^*(\theta, \phi) n(\theta, \phi) \sin\theta d\theta \quad (13)$$

这里 $n(\theta, \phi)$ 为由实验测定的纤维方向概率密度函数。积分沿一个单位球面积分。对注射模塑成型件纤维取向与 ϕ 无关, $n(\theta, \phi) = n(\theta)$, 这时材料为横观各向同性的。而对片状模塑料 SMC 情况, 可以认为纤维是平面分布, 问题是二维问题。

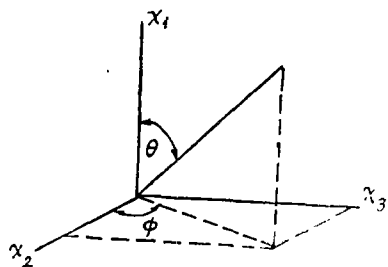


图 10 短纤维的取向

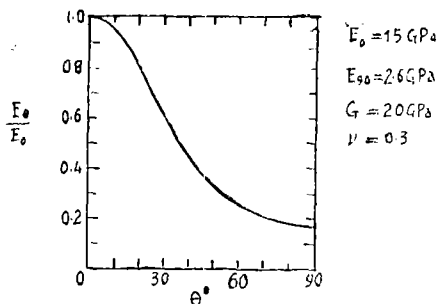


图 11 短纤维复合材料相对刚度与纤维取向角之间的关系

c) 二维情况。当某纤维偏离主拉伸方向时, 它对主拉伸方向的承力贡献就小。偏离主方向的纤维的刚度 E_θ 可以由下式表示:

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{1}{E_0} \cos^4\theta + \left[-\frac{1}{G_m} - \frac{2\nu}{E_0} \right] \sin^2\theta \cos^2\theta + \frac{1}{E_{90}} \sin^4\theta \quad (14)$$

图11给出了 E_θ/E_0 与纤维偏角 θ 的关系。

d) 应力应变关系式。为得到部分单向排列纤维复合材料的弹性性质, 需要使用“叠加”或“平均”技术, 要考虑纤维长径比 R 与取向的分布。Bowyer 和 Bader^[3] 引入一个平均取向系数 C_0 , 将式(9)写成

$$\sigma_c = C_0 \left\{ \sum_i V_i R_i \tau + \sum_i \epsilon_i E_i V_i \left[1 - \frac{\epsilon_c E_f}{4 R_i \tau} \right] \right\} + \epsilon_c E_m (1 - V_f) \quad (15)$$

$$R_1 > R_2 > R_3$$

上式精确地表述了一些纤维增强热塑料的应力应变关系。但是这个方法有一定的困难, 因为取向系数 C_0 与界面剪切强度 τ 都不能独立测定, 而必须通过曲线拟合的方法来导出。尽管如此, 它与实验符合得很好, 该理论的另一个局限性是只能预测材料的准弹性性质, 不能预测材料的真正强度。

3. 纤维随机排列情况 假定随机短纤维复合材料是薄板形状, 其厚度小于平均纤维长度。这种复合材料可以由“准各向同性层板”模型来代表。原则上这种层板可以通过将单向薄片在所有各个方向铺层得到。由于单向薄片分布均匀、平衡对称, 它在平面内基本上是各向同性的。

关于这类材料的弹性模量, Manera^[7] 给出了非常简单的表达式。他参考了经典层板比拟理论, 结合 Tsai 与 Pagano^[15] 的弹性模量“不变式”, 并使用了 Puck^[16] 关于 E_{22} 与 G_{12} 的细观力学表达式, 导出了如表 4 给出的一组表达式, 这组方程适用于纤维较长 ($l/d > 300$) 的情况。前边曾经指出当 $l/d > 100$ 时, 其复合材料的弹性模量接近连续纤维的结果。

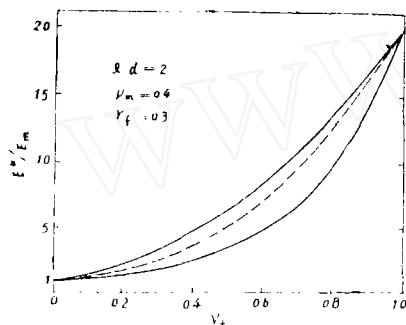


图 12 纤维随机排列时有效模量 E^*/E_m 对 V_f 的变化曲线, $E_f/E_m=20$

表 4 纤维随机取向复合材料
弹性常数近似方程

$$0.1 \leq V_f \leq 0.4, 2GPa \leq E_m \leq 4GPa$$

$$\nu_m \sim 0.4$$

$$\bar{E} = V_f ((16/45) E_f + 2 E_m) + (8/9) E_m$$

$$\bar{G} = V_f ((2/15) E_f + (3/4) E_m) + (1/3) E_m$$

$$\bar{\nu} = 1/3, \quad \bar{G} = \bar{E} / (2(1 + \bar{\nu}))$$

Nomura 和 Chou^[14] 研究了特短纤维完全随机排列情况下三维问题的弹性模量, 令公式 (13) 中的 $n(\theta, \psi) = 1$, 即可得到完全随机排列的弹性模量。图 12 是玻璃环氧体系有效模量 E^* 与基体模量 E_m 的比值随 V_f 变化的曲线。

四、强度预测及破坏机理

这是个相当棘手的问题, 目前尚未很好解决。单向排列连续纤维复合材料的强度, 基本上由纤维的强度和它的体积分数控制。然而短纤维复合材料的强度除依赖于纤维强度与其体积比之外, 还依赖于基体的拉伸与剪切强度, 纤维的取向与长度分布等诸多因素, 受到一系列复杂的纤维与基体之间以及纤维之间的相互作用的控制。

一般来说, 随着纤维体积分数 V_f 的增加, 复合材料的拉伸刚度与强度都有增加, 只是强度的增加要比刚度增加得少些 (图 13)。在 V_f 大于 0.4 时, 强度增加将很慢或不再增加。这是由于 $V_f > 0.4$ 时, 材料的延性很明显降低。其实, 一切增加材料刚度的参数 (例如 E_f 和较高的 V_f , R 和 τ) 都倾向于增加材料的脆性, 降低破坏应变。

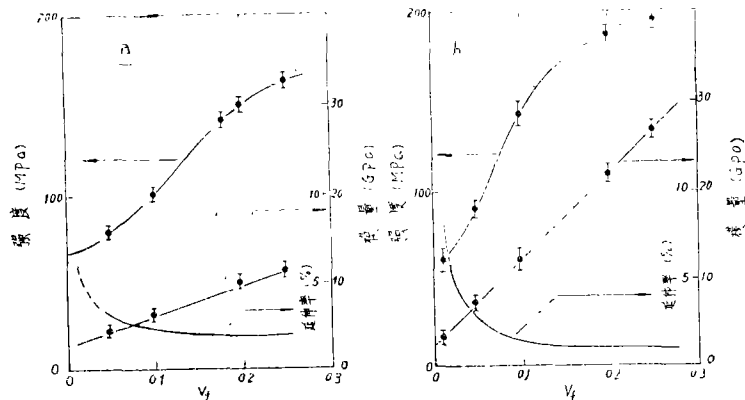


图 13 玻璃 (a) 和碳 (b) 短纤维增强尼龙 6.6 的力学性能, 模量与 V_f 为线性关系, 当 V_f 较大时延性很小

短纤维复合材料的典型应力应变曲线如图 14 所示, 大致可分成三个阶段。第一阶段是线性段, 其切线模量是常数, 无声发射发生。到第二阶段, 断裂过程开始, 首先在较长的、取向较好的纤维端部出现微裂纹, 然后纤维与基体之间出现脱胶, 较短的纤维与取向较偏的纤维的端部出现裂纹较晚。当这些微裂纹积累到一定数量时, 到达第三阶段, 跨越裂纹的纤维将可能达到其断裂应变值, 发生断裂。但更多的是短纤维从基体中拔出, 造成突然断裂。在实验观测中看到纤维断裂的现象很少。与这一断裂过程相应, 在第二阶段应力应变关系成二次曲线形式, 其切线模量为负斜率直线, 声发射计数由少到多逐渐增加。到第三阶段声发射突然增加很快, 预兆着突然断裂的发生。

根据前面介绍的修正混合律公式 (9), 当复合材料的应变值达到纤维断裂应变值 ε_{uf} 时材料破坏, 于是

$$\sigma_{uc} = \sum_i V_i R_i \tau + \sum_j V_j \varepsilon_{uc} E_{fj} \left(1 - \frac{\varepsilon_{uc} E_{fj}}{4 R_j \tau} \right) + \varepsilon_{uc} E_m (1 - V_f) \quad (16)$$

考虑纤维取向的分布, 加上取向系数 C_0 时为

$$\sigma_{uc} = C_0 \left\{ \sum_i V_i \frac{E_{fi} \varepsilon_{uf}}{2} + \sum_j V_j \varepsilon_{uc} E_{fj} \left(1 - \frac{\varepsilon_{uc} E_{fj}}{4 R_j \tau} \right) \right\} + \varepsilon_{uc} E_m (1 - V_f) \quad (17)$$

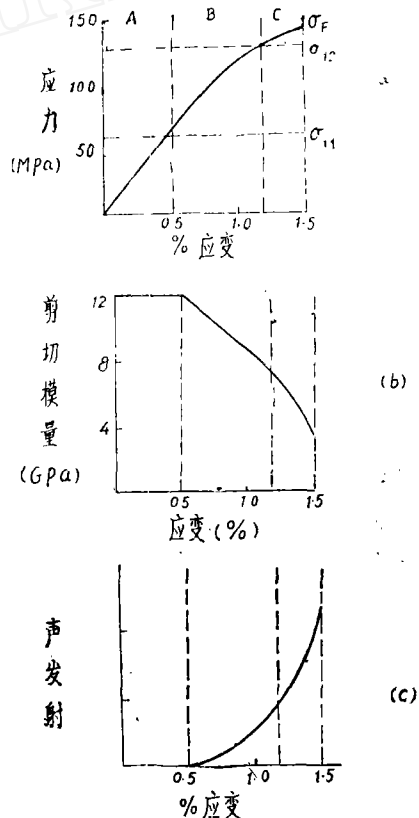


图 14 典型石墨短纤维增强尼龙 6.6 复合材料的拉伸行为

Badar 与 Curtis^[17] 对两种材料作了实验, 与上式的理论结果作了对比, 在纤维较长时, 实验与理论符合较好。

五、动力学性能

1. 抗冲击性能 图 15 给出了玻璃纤维增强尼龙 6.6 模塑制品的却贝 (Charpy) 试样冲击数据。

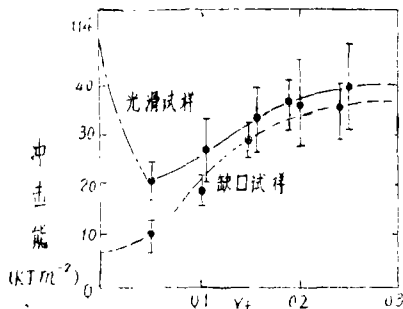


图 15 玻璃纤维增强尼龙 6.6 却贝冲击试验值

可以看出无纤维增强的材料($V_f = 0$)的数据对缺口有极大的敏感性。无纤维增强的聚合物通常都是极为柔韧的, 象聚酰胺和聚丙烯的应变屈服点常常超过 5%, 在冷拉时可以拉到延伸率等于 3 或更多。但当存在缺口时却导致局部很强的三向应力状态。于是裂纹将基本上以脆性的方式萌生和扩展。在有纤维增强的情况下, 其破坏性能则与此大不相同。纤维起到内裂纹的作用, 在纤维两端有很强的应力集中, 在很低的载荷下就会开胶形成微观圆形裂纹。随载荷增加, 沿纤维界面继续开胶, 这会影响纤维对基体增强的有效性。

一旦微裂纹密度超过某临界值, 裂纹便横切整个试件截面, 导致断裂。可见有纤维增强的塑料其延伸性大大降低。这使这类材料 (FRTP) 的冲击韧度较低。对比光滑试样与有缺口试样两种情况, 其冲击韧度在 $V_f = 0$ 时二者差别最大。随 V_f 增大, 差别减小, 但光滑试样的冲击韧度总是大于缺口试样的冲击韧度。对缺口试样, V_f 对冲击韧度的影响是单调的。光滑试样则不然, 在 $V_f \approx 0.05$ 时, 存在冲击韧度的最小值, 此后冲击韧度随 V_f 增大而增大。当 V_f 趋近于 0.3 时, 两种试样的冲击韧度趋于稳定值。值得指出, 落重与摆锤冲击试验测得的是材料在断裂时吸收的能量, 似乎不大可能用于经典线弹性断裂力学中去。

2. 复模量的测定 短纤维增强塑料有明显的粘弹性性质, 因而在研究动载响应时, 应注意其刚度是有实部和虚部的。其模量的实部称为“储存模量”, 而其虚部称为“耗散模量”。Gibson^[21] 用强迫振动的办法测量了下列三种材料的复模量: 25%重量玻璃纤维增强聚酯基体的片状模塑料 SMC-R 25; 65%重量玻璃纤维增强聚酯基体片状模塑料 SMC-R 65; 短纤维与长纤维混合增强模压成型复合物 XMC-3。同时他根据 Hashin^[18,19] 的对应原理得到了实模量和虚模量的上下限公式:

$$\text{实模量的上限} \quad E'_c(+)=\operatorname{Re}\left[E_f^*V_f+E_m^*V_m\right] \quad (18a)$$

$$\text{实模量的下限} \quad E'_c(-)=\operatorname{Re}\left[1/\left(\frac{V_f}{E_f^*}+\frac{V_m}{E_m^*}\right)\right] \quad (18b)$$

$$\text{虚模量的上限} \quad E''_c(+)=\operatorname{Im}\left[1/\left(\frac{V_f}{E_f^*}+\frac{V_m}{E_m^*}\right)\right] \quad (18c)$$

$$\text{虚模量的下限} \quad E''_c(-)=\operatorname{Im}\left(E_f^*V_f+E_m^*V_m\right) \quad (18d)$$

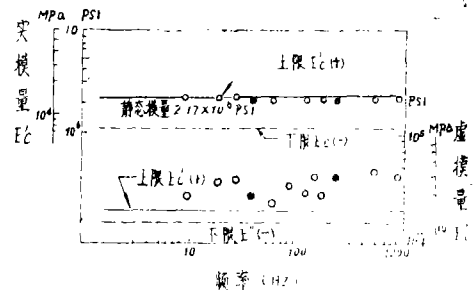


图 16 SMC-R 25 复模量测定值与理论上下限比较
• • 分别表示不同的试样

式中*代表组分材料的复模量数值。

本文只给出SMC-R25的实验值与理论上、下限的对比,见图16。实模量的测定结果很好地落在理论上下限之间。但虚模量的测定值却都高于理论上限值,这说明材料在动变形过程中存在纤维与基体之间的摩擦过程,这些能量耗散机制,理论上下限公式中没有考虑进去。

参 考 文 献

- 1 张双寅, 复合材料的销路依然很好, 力学与实践, 2(1980): 79.
- 2 Bader, M. G., Bowyer, W. H., An improved method of production for high strength fibre-reinforced thermoplastics, *Composites*(July, 1973): 150.
- 3 —, Composite materials: Processing and quality assurance, A lectural note presented at the seminar held in Beijing, China(1981).
- 4 Cox, H. Z., The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. *Br. J. Appl. Phys.*, 3: 72—79.
- 5 Kelly, A., Tyson, W. R., Tensile properties of fiber-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum, *J. Mech. Phys. Solids*, 13(1965): 329.
- 6 Bowyer, W. H., Bader, M. G., On the reinforcement of thermoplastics by imperfectly aligned discontinuous fibres, *J. Mater. Sci.*, 7(1972): 1315.
- 7 Manera, M., Elastic properties of randomly orientated short fiber glass composites, *J. Comp. Mater.*, 11(1977): 235.
- 8 Chou, T. W., Nomura, S., Taya, M., A self-consistent approach to the elastic stiffness of short fibre composites, *ibid*, 14(1980): 178.
- 9 Eshelby, J. D., The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems, *Proc. Roy. Soc., A* 241(1957): 376—396.
- 10 Halpin, J. C., Tsai, S., Environmental factors in composite materials design, AFML Tech. Rep. 67—423(1967).
- 11 Nomura, S., Chou, T. W., Bounds for elastic moduli of short-fibre composites, to be published.
- 12 Hashin, Z., On elastic behavior of fibre reinforced materials of arbitrary transverse phase geometry, *J. Mech. Phys. Solids*, 13(1965): 179.
- 13 Fukuda, H., Kawata, K., On Young's modulus of short fibre composites, *Fibre Sci. Technol.*, 7(1974): 207—22.
- 14 Nomura, S., Chou, T. W., Fibre orientation effects on the properties of short fibre composites, to be published.
- 15 Tsai, S. W., Pagano, N. J., Invariant properties of composite materials, Composite Materials Workshop, Technomic(1968): 133.
- 16 Puck, A., Zur Beanspruchung und Verformung von GFK Mehrschichtenverbund Bauelementen, Teil 1, Kunststoffe, Vol. 57(1967): 284.
- 17 Curtis, P. T., Bader, M. G., Bailey, J. E., The stiffness and strength of a polyamide thermoplastic reinforced with glass and carbon fibres, *J. Mater. Sci.*, 13(1978): 377.
- 18 Hashin, Z., Complex moduli of viscoelastic composites, I. General theory and application to particulate composites, *Int. J. Solids Structures*, 6(1970): 539—552.
- 19 —, Complex moduli of viscoelastic composites, II. Fibre reinforced materials, *ibid*, 6(1970): 797—807.
- 20 Chou, T. W., Kelly, A., Mechanical properties of composites, *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 10(1980): 229—59.
- 21 Gibson, R. F., Complex moduli of chopped fibre and continuous fibre composites: comparison of measurements with estimated bounds, *J. Comp. Mater.*, 14, (1980): 155.

THE PROCESSING OF SHORT FIBRE REINFORCED PLASTICS AND ITS MECHANICAL BEHAVIOUR

Zhang Shuang-yin

(Institute of Mechanics, Academia Sinica)